

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L6: Entry 18 of 35

File: JPAB

Jan 20, 1998

PUB-NO: JP410017999A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 10017999 A

TITLE: HOT ROLLED FERRITIC STAINLESS STEEL PLATE EXCELLENT IN CORROSION RESISTANCE, FORMABILITY, AND UNIFORMITY OF MATERIAL, AND ITS PRODUCTION

PUBN-DATE: January 20, 1998

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

KONO, MASAOKI

SATO, SUSUMU

KOBAYASHI, MAKOTO

IKEDA, TOUSHIROU

INT-CL (IPC): C22 C 38/00; B21 B 3/02; C21 D 8/02; C21 D 9/46; C22 C 38/50;  
C22 C 38/54

## ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To stably improve corrosion resistance, formability, and uniformity of material by adding Ti or Nb to a ferritic stainless steel and also regulating the grain size of carbides according to the position in plate thickness at the time of hot rolling into plate.

SOLUTION: As a stabilizer for impurities C and N, either or both of Ti and Nb are further added to a ferritic stainless steel having a composition containing, by weight, <0.02% C, <2.0% Si, <0.8% Mn, <0.05% P, <0.03% S, 10-25% Cr, <1.0% Ni, <0.02% N, and <0.1% Al so that inequalities  $(Ti/48 + Nb/93)/(C/12 + N/14) > 1.5$  and  $(Ti + Nb) < 0.5\%$  are satisfied. At the time of hot-rolling a slab of this steel into plate, a roughed sheet bar is temporarily coiled at 800-1050°C surface temp. and then finish rolling is carried out from the coiling end to regulate the average grain size of carbides in the stainless steel plate so that it is  $\geq 0.02\mu m$  in the surface layer part and  $\geq 0.05\mu m$  in the central part of the steel plate, respectively.

COPYRIGHT: (C)1998, JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-17999

(43) 公開日 平成10年(1998) 1月20日

(51) Int. Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 2		C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
B 2 1 B 3/02			B 2 1 B 3/02	
C 2 1 D 8/02		9270-4K	C 2 1 D 8/02	D
9/46			9/46	Q
C 2 2 C 38/50			C 2 2 C 38/50	

審査請求 未請求 請求項の数5 OL (全 11 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平8-167029

(22) 出願日 平成8年(1996) 6月27日

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 河野 雅昭

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 佐藤 進

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 杉村 暁秀 (外4名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板およびその製造方法

## (57) 【要約】

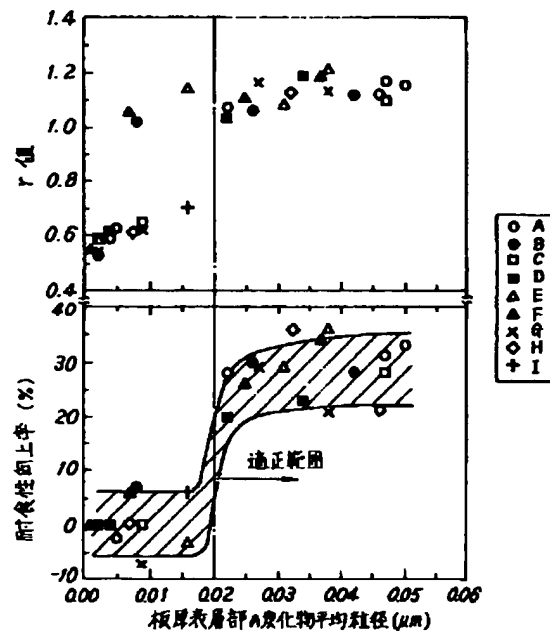
【課題】 フェライト系ステンレス熱延鋼板の耐食性および成形加工性を改善すると共に、長手方向にわたる材質均一性を向上させる。

【解決手段】 フェライト系ステンレス熱延鋼板において、特にTiおよびNbのうちから選んだ1種または2種を、次式の関係を

$$(Ti/48 + Nb/93) / (C/12 + N/14) > 1.5$$

$$(Ti + Nb) < 0.5 \text{ wt\%}$$

を満足する範囲において含有させると共に、鋼中に含まれる炭化物につき、その平均粒径を、表層部（最表層～1/5 厚さ）で0.02μm 以上、板厚中央部位置（2/5～3/5 厚さ）で0.05μm 以上に制御する。



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】

C: 0.02wt%以下、 Si: 2.0 wt%以下、  
 Mn: 0.8 wt%以下、 P: 0.05wt%以下、  
 S: 0.03wt%以下、 Cr: 10~25wt%、  
 N: 0.02wt%以下、 Ni: 1.0 wt%以下、  
 Al: 0.1 wt%以下  
 を含み、かつTiおよびNbのうちから選んだ1種または2種を、次式の関係

$$(Ti/48+Nb/93)/(C/12+N/14) > 1.5$$

$$(Ti+Nb) < 0.5 \text{ wt\%}$$

を満足する範囲において含有し、残部は実質的にFeの組成になり、

さらに、鋼中に含まれる炭化物の平均粒径が、表層部(最表層~1/5 厚さ)で $0.02\mu\text{m}$ 以上、板厚中央部位置(2/5~3/5 厚さ)で $0.05\mu\text{m}$ 以上の条件を満足することを特徴とする、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板。

【請求項2】 請求項1において、鋼組成が、さらにBおよびCaのうちから選んだ1種または2種: 0.01wt%以下を含有するものである、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板。

【請求項3】 請求項1または2において、鋼組成が、さらにMo, Cu, Co, VおよびZrのうちから選んだ1種または2種以上: 5.0 %以下を含有するものである、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板。

## 【請求項4】

C: 0.02wt%以下、 Si: 2.0 wt%以下、  
 Mn: 0.8 wt%以下、 P: 0.05wt%以下、  
 S: 0.03wt%以下、 Cr: 10~25wt%、  
 N: 0.02wt%以下、 Ni: 1.0 wt%以下、  
 Al: 0.1 wt%以下  
 を含み、かつTiおよびNbのうちから選んだ1種または2種を、次式の関係

$$(Ti/48+Nb/93)/(C/12+N/14) > 1.5$$

$$(Ti+Nb) < 0.5 \text{ wt\%}$$

を満足する範囲において含有する組成になる鋼スラブを、熱間圧延するに際し、

粗圧延段階を経たシートバーを、シートバーの表面温度が800~1050℃の間で一旦コイルに巻き取り、その後、巻き終わり端から仕上げ圧延を開始することを特徴とする、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板の製造方法。

【請求項5】 請求項4において、巻き終わり端からの仕上げ圧延に際し、当該シートバーの後端に、後続するシートバーコイルの巻き終わり端を接続し、連続的に仕上げ圧延を行うことを特徴とする、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】ステンレス鋼は、普通鋼と比較すると、Cr, Ni等の合金元素を多量に含んでいるため、高価ではあるが、著しく耐食性に優れた材料であり、耐食性の要求される環境でも無垢で使用できる利点がある。かかるステンレス鋼としては、常温でフェライト単相組織からなるフェライト系ステンレス鋼、オーステナイト単相組織からなるオーステナイト系ステンレス鋼、フェライトとオーステナイトの2相組織を有する二相ステンレス鋼、さらにはマルテンサイト組織を有するマルテンサイト系ステンレス鋼などの種類がある。

【0003】このうちフェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼と比較すると、加工性や耐食性の点でやや劣るものの、耐応力腐食割れ性に優れると共に、Niをほとんど含有せず安価であることから、各種厨房器具や自動車排気系部品(エキゾーストマニホールド、エキゾーストパイプ、コンバーターシェル、マフラー)などの用途に広く使用されている。このような、耐食性と共に加工性が必要な用途に用いる場合、加工性を改善するために、例えば特開昭52-31919号公報などに開示されているように、フェライト系ステンレス鋼にTi, Nb等の元素を添加して鋼中に固溶するCやNなどの不純物元素を固定する技術が適用されている。

【0004】ところで、このようなフェライト系ステンレス鋼板は、通常、連続鋳造鋳片を加熱した後、熱間圧延→熱延板焼鈍・酸洗→冷間圧延→仕上げ焼鈍・酸洗の各工程を経て製造されたステンレス冷延鋼板として提供されている。一方、上記工程のうち冷間圧延以降の工程を省略して製造されるステンレス熱延鋼板は、冷間圧延以降の設備費や運転費を大幅に軽減できるため、オーステナイト系と比較して安価というフェライト系ステンレス鋼板の利点が一層高まり、また短時間に製造することができるので、工業上のメリットは極めて大きい。

【0005】しかしながら、一般にフェライト系ステンレス熱延鋼板は、同組成のステンレス冷延鋼板に比べると耐食性および成形加工性が劣るという問題があった。この点、特開平7-23349号公報には、耐食性および加工性を兼ね備えるフェライト系ステンレス熱延鋼板として、CおよびNを0.015 %以下に抑制した低Crフェライト系ステンレス鋼に0.02~0.2 %のTiおよび一定量のSを添加したものが開示されている。しかしながら、上記の鋼板は、耐食性を、板厚: 3.6 mmの熱延板の鋼板中央部から採取し、2mmまで減厚した試料で評価しており、実際の使用環境と同じく、減厚せずに熱延板表面ままで耐食性を評価した場合には耐食性が不足してしまうとい

う問題があった。また、このフェライト系ステンレス熱延鋼板の耐食性、成形加工性は、ステンレス冷延鋼板と比較するとコイルの長手方向にわたるばらつきが大きく、コイル全長にわたって均質な特性を維持することは難しい。従って、ステンレス熱延鋼板として出荷する場合、目標の材質を得ることができなかった部分については、その切り捨てを余儀なくされ、生産性およびコストの面で問題を残していた。

#### 【0006】

【発明が解決しようとする課題】この発明は、上記の問題を有利に解決するもので、まず第1に、熱延ステンレス鋼板では耐食性が不足していたために、従来は冷延ステンレス鋼板を使用せざるを得なかった分野にも適用可能な、耐食性が良好で安価なフェライト系ステンレス熱延鋼板を提供することを目的とする。またこの発明の第2の目的は、従来のステンレス熱延鋼板と比較してプレス成形時などに特に必要とされる深絞り性に代表されるような成形加工性を大幅に改善することにある。さらにこの発明の第3の目的は、従来のステンレス熱延鋼板と比較して、鋼板の長さ方向における耐食性、成形加工性などの材質均質性を高め、製品歩留りおよび生産性を向上させることにある。

#### 【0007】

【課題を解決するための手段】さて、発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意研究を行った結果、Ti、Nbの添加により炭窒化物を十分析出固定したフェライト系ステンレス熱延鋼板において、その熱延板中に析出する炭化物の平均粒径を、表層部（最表層～1/5 厚さ）で $0.02\mu\text{m}$ 以上、かつ板厚中央部位置（2/5～3/5 厚さ）で $0.05\mu\text{m}$ 以上に制御することにより、耐食性および成形加工性の有利な改善が図れること、しかもかような炭化物の析出制御は、熱間圧延中のシートバーを所定の条件で一旦コイルに巻き取ることにより実現できること、また被圧延材の粗圧延における圧延先後端を仕上げ圧延において逆転させることにより、熱延コイルの長手方向における材質均質性が向上すること、さらにシートバーを一旦巻き取った後に先行する被仕上げ圧延材の後端と、後続するシートバーコイルの巻き終り端を接続して仕上げ圧延を行うことにより、熱延コイルの長手方向の材質均一性が一層向上することの知見を得た。この発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0008】すなわち、この発明の要旨構成は次のとおりである。

1. C: 0.02wt%以下、 Si: 2.0 wt%以下、  
Mn: 0.8 wt%以下、 P: 0.05wt%以下、  
S: 0.03wt%以下、 Cr: 10～25wt%、  
N: 0.02wt%以下、 Ni: 1.0 wt%以下、  
Al: 0.1 wt%以下

を含み、かつTiおよびNbのうちから選んだ1種または2種を、次式の関係

$$\frac{(Ti/48+Nb/93)}{(C/12+N/14)} > 1.5$$

$$(Ti+Nb) < 0.5 \text{ wt\%}$$

を満足する範囲において含有し、残部は実質的にFeの組成になり、さらに、鋼中に含まれる炭化物の平均粒径が、表層部（最表層～1/5 厚さ）で $0.02\mu\text{m}$ 以上、板厚中央部位置（2/5～3/5 厚さ）で $0.05\mu\text{m}$ 以上の条件を満足することを特徴とする、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板。

【0009】2. 上記1において、鋼組成が、さらにBおよびCaのうちから選んだ1種または2種: 0.01wt%以下を含有するものである、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板。

【0010】3. 上記1または2において、鋼組成が、さらにMo, Cu, Co, VおよびZrのうちから選んだ1種または2種以上: 5.0 %以下を含有するものである、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板。

#### 【0011】

4. C: 0.02wt%以下、 Si: 2.0 wt%以下、  
Mn: 0.8 wt%以下、 P: 0.05wt%以下、  
S: 0.03wt%以下、 Cr: 10～25wt%、  
N: 0.02wt%以下、 Ni: 1.0 wt%以下、  
Al: 0.1 wt%以下

を含み、かつTiおよびNbのうちから選んだ1種または2種を、次式の関係

$$\frac{(Ti/48+Nb/93)}{(C/12+N/14)} > 1.5$$

$$(Ti+Nb) < 0.5 \text{ wt\%}$$

を満足する範囲において含有する組成になる鋼スラブを、熱間圧延するに際し、粗圧延段階を経たシートバーを、シートバーの表面温度が800～1050℃の間で一旦コイルに巻き取り、その後、巻き終り端から仕上げ圧延を開始することを特徴とする、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板の製造方法。

【0012】5. 上記4において、巻き終り端からの仕上げ圧延に際し、当該シートバーの後端に、後続するシートバーコイルの巻き終り端を接続し、連続的に仕上げ圧延を行うことを特徴とする、耐食性、成形性および材質均一性に優れたフェライト系ステンレス熱延鋼板の製造方法。

#### 【0013】

【発明の実施の形態】以下、この発明において鋼の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。

C: 0.02wt%以下

Cは、後述するNと共に、この発明において特に重要な元素である。Cは、鋼板の耐食性および加工性（r値）を低下させる元素なので、可能な限り低減させることが望ましいが、いたずらに高純度化することは精錬コストの上昇を招く。そこで、この発明では、僅かに含有するCもTi、Nbの添加により析出固定する。ここで、後述す

るように炭化物の析出形態、分布が、耐食性、加工性の向上に重要である。しかしながら、かかる析出制御によっても、Cの含有量が0.02wt%を超えると鋼板中の総析出量が増加し、耐食性、加工性の低下を招くので、その含有量は0.02wt%以下に制限した。

【0014】Si: 2.0 wt%以下

Siは、鋼の脱酸に有効なだけでなく、高温での耐酸化性や高温塩害特性にも有用な元素である。従って、特に自動車排気系部材などの用途で使用する場合には、少なくとも0.6 wt%程度含有させることが望ましい。しかしながら、2.0 wt%を超えて含有させると伸び特性の著しい劣化を招くので、2.0 wt%以下に限定した。

【0015】Mn: 0.8 wt%以下

Mnは、鋼中のSを析出固定し熱間圧延性を改善するのに有効な元素であるが、あまり多量に含有されるとかえって加工性の劣化を招くので、0.8 wt%以下に限定した。

【0016】P: 0.05wt%以下

Pは、熱間割れ性を高め、熱間圧延性だけでなく熱延板靱性を低下させるので0.05wt%以下に制限した。

【0017】S: 0.03wt%以下

Sは、熱間加工性を劣化させる有害元素であるが、通常、Mnと結合してMnSを形成するので、含有量が0.03wt%以下ではその悪影響は小さい。しかしながら、0.03wt%を超えて含有すると、析出したMnSが発錆の起点となり耐食性が劣化すると共に、結晶粒界に偏析し粒界脆化を促進するので、その含有量は0.03wt%以下に制限した。

【0018】Cr: 10~25wt%

Crは、耐食性および高温下での耐酸化性を得るために不可欠な元素であるが、含有量が10wt%未満ではその効果に乏しい。一方、25wt%を超えると、素材自体の耐食性が十分に高くなるため、耐食性は表層部の炭化物の析出形態にさほど依存しなくなり、またCr含有量が高くなると素材コストの上昇および製造性の劣化に伴う歩留りの低下に起因した製造コストの上昇を招く。そこで、Cr量は10~25wt%の範囲に限定した。

【0019】N: 0.02wt%以下

Nは、Cと同様、鋼板の加工性(r値)を低下させる元素なので、可能な限り低減させることが望ましいが、いたずらな高純度化は精錬コストの上昇を招くので、Cと同じく、僅かに含有するNは後述するように窒化物形成元素(Ti, Nb)の添加により固定し、無害化する。しかしながら、含有量が0.02wt%を超えると鋼板中の析出物量が増加し、耐食性、加工性の低下を招くので、0.02wt%以下に制限した。

【0020】Ni: 1.0 wt%以下

Niは、熱延板の靱性改善に寄与するだけでなく、酸に対する耐食性の向上にも有効であるが、高価な元素なので多量の添加はコストの上昇を招き、また過剰に添加すると高温割れなどの悪影響も生じるので、1.0 wt%以下に

限定した。

【0021】Al: 0.1 wt%以下

Alは、脱酸に有効な元素であるが、過剰に添加すると鋼板中に  $Al_2O_3$  が残留し耐食性の低下を招くだけでなく、熱延焼鈍板の加工性も劣化させるので、0.1 wt%以下に限定した。

【0022】

$(Ti/48 + Nb/93) / (C/12 + N/14) > 1.5$

$(Ti + Nb) < 0.5 \text{ wt\%}$

10 TiおよびNbはいずれも、強力なC, N安定化元素であり、この発明においてとりわけ重量な元素である。これらの元素の1種または2種の添加により、含有するCおよびNのほとんどを炭化物、窒化物として析出固定することができる。そのためには、最低でも(C+N)に対して原子比で1.5を超える量のTiおよび/またはNbを含有させることが重要である。しかしながら、単独使用または併用いずれの場合においても含有量が0.5wt%以上になると、母材の加工性がかえって低下するだけでなく、溶接部の加工性も大きく低下する。また靱性が著しく劣化し、製造工程において支障をきたすので、その上限を0.5wt%に規定した。

【0023】以上、必須成分について説明したが、この発明では、必要に応じて以下の元素を含有させることができる。

Bおよび/またはCa: 0.01wt%以下

30 Bは、鋼板の結晶粒界に濃縮し、2次加工靱性を改善する有用元素である。また、熱延中の加工歪みの蓄積を促進し、焼鈍後の再結晶集合組織の{111}面の集積を高め、成形性の改善にも有効に寄与する、かかる効果は、極微量の添加で現れるが、過剰に添加するとその効果が飽和するだけでなく、逆に材料を硬化させ伸び特性の劣化ひいては加工性の低下を招く。従って、B含有量は0.01wt%以下に限定した。Caは、Ti含有鋼において、溶鋼製造時におけるTi系介在物によるノズル詰まりの抑制に有効に寄与するが、過剰に添加すると耐食性の劣化を招くので、含有量は0.01wt%以下に限定した。

【0024】Mo, Cu, Co, VおよびZrのうちから選んだ1種または2種以上: 5.0 %以下

40 Mo, CuおよびCoは共に、耐食性を一層向上させる効果があり、必要に応じて添加する。V, Zrは共に、Ti, Nbと同様、C, Nと炭窒化物を形成する元素であり、この発明におけるTi, Nbを補佐し、加工性を改善する効果を有する。しかしながら、これら元素の含有量が、単独使用または併用いずれの場合においても、5.0 wt%を超えると熱間圧延中の加工性が著しく低下するので、その含有量は5.0wt%以下に制限した。

【0025】次に、この発明における、炭化物の析出形態について説明する。さて、発明者らは、フェライト系ステンレス熱延鋼板の析出物について詳細な検討を行ったところ、窒化物、酸化物では差異は見られないのに対

し、TiまたはNb系の炭化物の析出挙動は板厚方向で異なり、常法に従い熱間圧延を行って製造した熱延板では、鋼板表層部近傍の炭化物粒径は、鋼板中心部付近の炭化物粒径 ( $0.02\mu\text{m}$  程度) より明らかに小さい ( $0.003\mu\text{m}$  程度) ことが判明した。また、炭化物の析出状態と耐食性および成形加工性との関係を調査した結果、同じ組成の鋼板と比較した場合、炭化物粒径が大きくなると、特に表層部の炭化物粒径が大きくなると、耐食性が向上することが判明した。その理由は、明確に解明されたわけではないが、(1) 表層炭化物が析出粗大化すると、発錆起点となる表層部の炭化物数が減少する、(2) また特に表層部近傍においてTiあるいはNbの炭化物が微細な場合には、これらの元素によるCの固定が弱いもしくは十分でなく、耐食性を劣化させるCr系の炭化物の析出を併発するためと推測している。

【0026】また、成形加工性も炭化物粒径が大きくなると向上する傾向が見られた。特に成形性は板厚中央部付近の炭化物粒径との相関が強く見られた。この理由についても明らかではないが、考えられる理由として、(1) 熱間圧延中に炭化物の析出成長が進行することにより、地鉄部の純化が促進し、引き続く焼鈍での再結晶過程で成形性に有利として知られる {111} 集合組織の形成が促進される、(2) 炭化物粒径が大きくなると、焼鈍工程における再溶解が抑制され、{111} 集合組織の発達が促進される、等が挙げられる。

【0027】従って、炭化物の析出状態について以下のように限定する。表層部 (最表層 $\sim 1/5$  厚さ) で  $0.02\mu\text{m}$  以上、板厚中央部位置 ( $2/5\sim 3/5$  厚さ) で  $0.05\mu\text{m}$  以上

表層部の炭化物粒径が大きくなるにつれて耐食性が向上するが、その効果は表層部の平均粒径が  $0.02\mu\text{m}$  以上で顕著となる。また、成形加工性も向上するが、その効果は板厚中央部の炭化物の平均粒径が  $0.05\mu\text{m}$  以上で顕著となる。従って、耐食性および成形加工性ともに優れた炭化物の平均粒径範囲として、表層部 (最表層 $\sim 1/5$  厚さ) の炭化物の平均粒径については  $0.02\mu\text{m}$  以上、また板厚中央部位置 ( $2/5\sim 3/5$  厚さ) の炭化物の平均粒径については  $0.05\mu\text{m}$  以上に限定したのである。

【0028】次に、この発明における製造方法の限定理由について説明する。上記した炭化物の析出形態制御は、以下に述べる製造方法によって実現可能となったものである。

熱間圧延におけるシートバー巻き取り：粗圧延を終えたシートバーは、コイルに巻き取ることに、圧延中の急激な温度降下が回避され、コイル全長にわたって均熱化される。その結果、Ti、Nbなどの安定化元素による炭化物の析出粗大化が進行するものと考えられる。すなわち、常法に従って熱間圧延を施した場合、ロールとの接触ならびに冷却水の噴射などにより、鋼板表層付近は局所的な温度降下を生じるため、熱延中に析出する析出物

は表層部で微細となる。この点、この発明の方法に従い、シートバー状態で一旦巻き取り処理を施した場合には、温度降下していた表層部は復熱され、鋼板の板厚方向での温度均一化が達成される。また、この巻き取り処理によれば、粗圧延終了から仕上げ圧延が開示されるまでの時間が従来の方法よりも長くなり、しかもシートバーコイル全体としての温度降下は抑制された状態にある。さらに後述するように、巻き取り処理に施される温度域は地鉄組織が再結晶すると共にTi、Nbの炭化物析出が活発に進行する温度である。その結果、シートバーコイル全域にわたって炭化物の析出成長が進行し、特に従来法では困難であった板厚表層部付近の炭化物の析出成長についても容易に進行するものと推定される。

【0029】さらに粗圧延を終えたシートバーをコイルに巻き取り、その後巻き戻しながら仕上げ圧延を行うことにより、粗圧延における被圧延材の先後端が、仕上げ圧延で逆転して圧延されることとなる。このため、粗圧延において先端側から後尾端側にかけて温度勾配が不可避的に生じていたのに対し、仕上げ圧延では被圧延材が温度の低い粗圧延後尾端側から圧延されることになるので、仕上げ圧延においても圧延材全長にわたって温度が均熱化されるという効果も有する。

【0030】シートバーの巻き取り温度：800～1050℃ この発明の要点は、シートバー段階で、TiまたはNbによって十分にCを析出固定し、炭化物を成長させることにある。しかしながら、表面温度が1050℃を超えると巻き取りによっても析出が十分に進行しない。一方、800℃に満たないと、板厚中央部付近での炭化物の析出は進行するものの、表層部付近では析出速度が低下し、十分な炭化物粒子の成長が得られなくなる。また800℃未満では続く仕上げ圧延の温度が低下し表面品質を劣化させる不利もある。それ故、巻き取り温度は800～1050℃好ましくは800～1000℃の範囲に限定したのである。

【0031】連続仕上げ圧延：仕上げ圧延に際して、圧延中および圧延後仕上げ圧延機を通過してコイラーにて巻き取られるまでの間、被圧延材は所定の温度域で圧延、巻き取りを行うべく、水冷などの方法により冷却される。ここで、コイル先端部は仕上げ圧延機を通過してコイラーに巻き付くまでの間、一方、コイル後端部は仕上げ圧延機を通過後コイラーに巻き取られるまでの間、いずれも鋼板が拘束されていないため、水冷すると冷却の不均一および形状の不均一を引き起こし、これらの部分では満足いく冷却が行えない。この点、粗圧延を終えたシートバーをコイルに巻き取り、その後巻き戻しながら仕上げ圧延を開始する際、先行するシートバーの後端に後続するシートバーコイルの巻き終り端を接続して、仕上げ圧延を連続的に行うようにすれば、仕上げ圧延からコイラー巻き取りまでに関しては、最初の圧延材の先端部および最終の圧延材の後端部を除いて実質的に圧延端のない圧延を実施できる。かくして、上記した圧

延端部での冷却不均一や形状の不均一という問題の生じることのない圧延を行うことができるのである。

【0032】なお、熱間圧延を終えた鋼板は、焼鈍により軟化して、加工性の向上を図る必要があるが、この焼鈍条件は、特に限定されず、常法従って行えば良く、好適には 800～1050℃の温度範囲で行うことが望ましい。

【0033】

【実施例】

実施例1

表1に示す成分組成になるフェライト系ステンレス鋼スラブを、粗圧延スタンド3段、仕上げ圧延スタンド7段

の熱間圧延機にて、板厚：2.0 mmに圧延した。その際、表2に示す温度で粗圧延後のシートバーを一旦コイルに巻き取り、その後巻き戻しながら仕上げ圧延を行った。一方、比較例としては常法に従い、粗圧延に続いて巻き取り処理を行うことなく仕上げ圧延を行った。また一部の圧延材については、先行、後行するシートバーを接合して仕上げ圧延を連続的に行った。その後、900℃×3分の焼鈍を行い、酸洗デスケーリングを行った。

【0034】

【表1】

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	HI	Al	Ti	Mo	(Ti, Mo)/(C, N)	B	Ca	Mg	Cu	Co	V	Zr	備考
A	0.009	0.81	0.41	0.025	0.003	12.2	0.008	0.09	0.08	0.28	0.002	4.43	—	—	—	—	—	—	—	発明例
B	0.012	0.85	0.38	0.022	0.002	1.32	0.011	0.11	0.01	0.002	0.48	2.79	—	—	—	—	—	—	—	“
C	0.012	0.76	0.3	0.022	0.002	14.9	0.009	0.14	0.01	0.002	0.38	2.51	—	—	—	—	0.01	0.05	0.11	“
D	0.018	1.35	0.15	0.033	0.019	14.5	0.016	0.13	0.03	0.15	0.15	1.79	—	—	—	—	—	—	—	“
E	0.005	0.06	0.15	0.033	0.019	13.2	0.015	0.13	0.02	0.33	0.003	4.68	—	—	—	—	—	—	—	“
F	0.008	0.05	0.13	0.031	0.011	13.3	0.013	0.33	0.01	0.22	0.001	2.88	0.0011	0.0012	—	—	—	—	—	“
G	0.005	0.28	0.15	0.032	0.008	13.3	0.008	0.25	0.01	0.001	0.35	3.83	—	—	1.85	0.11	—	0.04	—	“
H	0.007	0.25	0.16	0.028	0.005	13.0	0.007	0.18	0.01	0.38	0.09	3.23	—	0.0018	0.85	—	—	0.01	—	“
I	0.017	0.95	0.13	0.028	0.015	13.6	0.015	0.31	0.02	0.15	0.001	1.23	—	—	—	—	—	—	—	比較例

【0035】

\* \* 【表2】



13

14

試験 番号	鋼種	シートバー 巻取温度 (℃)	シートバー 接合の有無	発錆面積率 平均粒径 (μm)	中央部炭化物 平均粒径 (μm)	CCT 値 (℃)	発 錆 率 (%)	耐食性 向上率 (%)	r 値	備 考
1	A	なし	なし	0.004	0.004	80	67	0	0.50	比較鋼
2	A	1000	なし	0.005	0.005	10	69	-3	0.63	比較鋼
3	A	1050	なし	0.022	0.063	10	46	26	1.07	発錆鋼
4	A	950	なし	0.046	0.072	10	53	21	1.12	発錆鋼
5	A	850	なし	0.047	0.075	10	45	21	1.16	発錆鋼
6	A	940	あり	0.059	0.070	10	45	23	1.15	発錆鋼
7	B	なし	なし	0.003	0.003	100	43	0	0.53	比較鋼
8	B	980	なし	0.028	0.063	100	30	30	1.00	発錆鋼
9	B	950	なし	0.042	0.075	100	31	28	1.11	発錆鋼
10	B	790	なし	0.008	0.003	100	49	7	1.03	比較鋼
11	C	なし	なし	0.002	0.019	100	46	0	0.50	比較鋼
12	C	1110	なし	0.009	0.051	100	49	0	0.65	比較鋼
13	C	950	あり	0.017	0.072	100	29	29	1.00	発錆鋼
14	D	なし	なし	0.004	0.009	100	46	0	0.62	比較鋼
15	D	1000	なし	0.022	0.069	100	32	20	1.03	発錆鋼
16	D	900	なし	0.004	0.074	100	31	23	1.18	発錆鋼
17	E	なし	なし	0.002	0.019	100	45	0	0.60	比較鋼
18	E	1010	なし	0.051	0.050	100	32	20	1.00	発錆鋼
19	E	900	なし	0.030	0.077	100	29	26	1.21	発錆鋼
20	E	790	なし	0.015	0.073	100	47	45	1.14	比較鋼
21	F	なし	なし	0.001	0.012	100	47	0	0.55	比較鋼
22	F	1050	なし	0.025	0.052	100	35	25	1.1	発錆鋼
23	F	950	あり	0.037	0.072	100	31	24	1.13	発錆鋼
24	F	790	なし	0.027	0.050	100	44	6	1.06	比較鋼
25	G	なし	なし	0.002	0.018	200	29	0	0.54	比較鋼
26	G	1000	なし	0.009	0.030	200	30	-7	0.62	比較鋼
27	G	950	なし	0.038	0.071	200	22	21	1.13	発錆鋼
28	G	850	なし	0.027	0.079	200	29	29	1.16	発錆鋼
29	H	なし	なし	0.001	0.020	200	30	0	0.57	比較鋼
30	H	1000	あり	0.000	0.053	200	19	30	1.10	発錆鋼
31	I	なし	なし	0.002	0.014	100	51	0	0.50	比較鋼
32	I	850	なし	0.015	0.050	100	48	6	0.7	比較鋼

【0036】かくして得られた熱延コイルの長手方向はば中央部付近よりサンプルを採取し、耐食性および成形加工性の評価を行った。耐食性は、表3に示す条件で塩乾湿複合(CCT)サイクル試験を行い、試験後の発錆面積で評価した。また、同組成の常法に従ってシートバー巻き取り処理を行わずに圧延して製造された供試材の発錆面積率を基準値として、この基準値に対する耐食性向上率を、次式

$$\text{耐食性向上率}(\%) = \{ (\text{基準面積率}) - (\text{供試材の発錆面積率}) \} / (\text{基準面積率}) \times 100$$

で求め、評価の指標とした。また、成形加工性は、圧延\*

\*方向に対して平行にJIS 13号B試験片を切り出し、15% 30 引っ張りにおけるランクフォード値を求め、評価した。さらに、コイルの長手方向中央部付近より採取したサンプルを、表層部 1/5厚さ(表層部試料)、中央部 1/5厚さ(中央部試料)にそれぞれ切削加工し、析出物分析用試料を作製したのち、電解法により析出物を抽出採取した。ついで遠心分離式粒度分布測定装置および透過型電子顕微鏡(TEM)での観察分析を一部併用して得られた析出物の測定を行い、炭化物の平均粒径を求めた。

【0037】

【表3】

サイクル	溶 液	温 度 (℃)	湿 度 (%)	時 間 (h)
噴 霧	5.0% NaCl	35	—	0.5
乾 燥	—	60	≤ 40	1.0
浸 潤	—	40	≥ 95	1.0

【0038】表2に、シートバー巻き取り温度、シートバー接合の有無、析出炭化物の平均粒径、発錆面積率、耐食性向上率および圧延方向のランクフォード値(r 値)の関係をまとめて示す。表1中、鋼Iは、Ti、Nb含※50

※有量が少なく、Ti、NbとC、Nの含有比がこの発明の適正範囲を外れる比較鋼である。その他の鋼A、B、C、D、E、F、GおよびHはこの発明の成分組成範囲を満 足するものであるが、シートバー巻き取りを行わない従

来法にて熱延し製造した供試材1, 7, 11; 14, 17, 21, 25および29はいずれも、表層近傍および板厚中央部付近の炭化物の平均粒径がともに小さい。これに対して、この発明に従い、シートバー巻き取りを行って製造された供試材3, 4, 5, 6(以上は供試材1を基準として比較)、供試材8, 9(以上は供試材7を基準として比較)、供試材13(以上は供試材11を基準として比較)、供試材15, 16(以上は供試材14を基準として比較)、供試材18, 19(以上は供試材17を基準として比較)、供試材22, 23(以上は供試材21を基準として比較)、供試材27, 28(以上は供試材25を基準として比較)および供試材30(以上は供試材29を基準として比較)はいずれも、基準材と比較して表層近傍および板厚中央部付近の炭化物の平均粒径がともに大きく、耐食性、成形加工性ともに向上している。

【0039】しかしながら、シートバー巻き取りを行った場合でも、巻き取り温度がこの発明の範囲より高い供試材2(供試材1を基準として比較)、供試材12(供試材11を基準として比較)および供試材26(供試材25を基準として比較)は、表層、中央部ともに炭化物はこの発明の範囲まで成長しておらず、耐食性、成形加工性とも基準材と比較して目立った向上は見られなかった。また、逆に巻き取り温度がこの発明の範囲より低い供試材10(供試材7を基準として比較)、供試材20(供試材17を基準として比較)および供試材24(供試材21を基準として比較)は、表層部付近の炭化物の成長が十分ではなく、耐食性は基準材とほとんど変わらなかった。一方、Ti, Nb含有量が少なくこの発明の鋼組成を満足しない鋼Iは、この発明の製造方法に従ってシートバー巻き取りを行った場合でも(供試材32)、炭化物の成長は表層部・中央部ともに十分ではなく、従来法で製造した基準材(供試材31)に対して耐食性、成形加工性共に向上はほとんど見られなかった。

【0040】鋼A, B, C, D, E, F, G, Hおよび比較鋼Iを用いた以上の結果を、耐食性向上率およびr値に及ぼす表層および中央部の炭化物粒径の影響に整理して図1, 2に示す。同図より、耐食性は表層炭化物粒径に依存し、一方r値に代表される成形加工性は板厚中央部付近の炭化物粒径に依存することが明らかである。

#### 【0041】実施例2

実施例1に示した鋼Aより作製した供試材1, 4, 6を

採取したコイルより、コイル長手方向中央部以外からもサンプリングを断続的に採取し、耐食性、成形加工性両特性のコイル全長にわたる均質性について調査した。図3に、コイル長手方向の耐食性向上率およびr値の変化を示す。ここでLEは粗圧延における圧延先端であり、TEは粗圧延における圧延後端である。従来法に従い製造された比較例である供試材1は、全体的に特性が低いだけでなく、コイル先後端におけるr値の劣化ならびに特にTE側での耐食性の劣化が著しいのに対し、この発明に従いシートバー巻き取りを行った供試材4はコイル全長にわたって優れた耐食性ならびに成形性を示し、その変動幅も小さくなる傾向を示している。さらに、巻き取り後、シートバーを接合して圧延を連続的に行った供試材6については、その材質変動幅は一層小さい。従って、コイル長手方向における均一性もこの発明の方法によれば向上することが明らかである。

#### 【0042】

【発明の効果】かくして、この発明に従い、フェライト系ステンレス鋼熱延板において、Ti, Nbの添加により炭窒化物を十分析出固定すると共に、その熱延板中に析出する炭化物の平均粒径を、表層部(最表層~1/5厚さ)で $0.02\mu\text{m}$ 以上、かつ板厚中央部位置(2/5~3/5厚さ)で $0.05\mu\text{m}$ 以上に制御することにより、フェライト系ステンレス鋼熱延板の耐食性および成形加工性を格段に向上させることができ、またこの炭化物の析出制御を熱間圧延中のシートバーを所定の条件で一旦巻き取ることにより、さらに好ましくは、シートバーを一旦巻き取った後に先行する圧延材の後端とシートバーコイルの巻き終り端を接合して仕上げ圧延を連続的に実施することにより、熱延コイルの長手方向における材質均質性を格段に向上させることができ、材質の安定化、歩留りの向上に大きく寄与する。

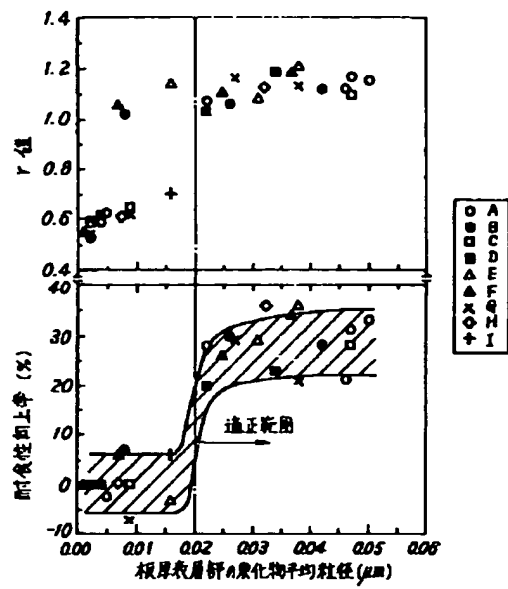
#### 【図面の簡単な説明】

【図1】鋼板表層部(最表層~1/5厚さ)の炭化物の平均粒径と、耐食性向上率およびr値との関係を示すグラフである。

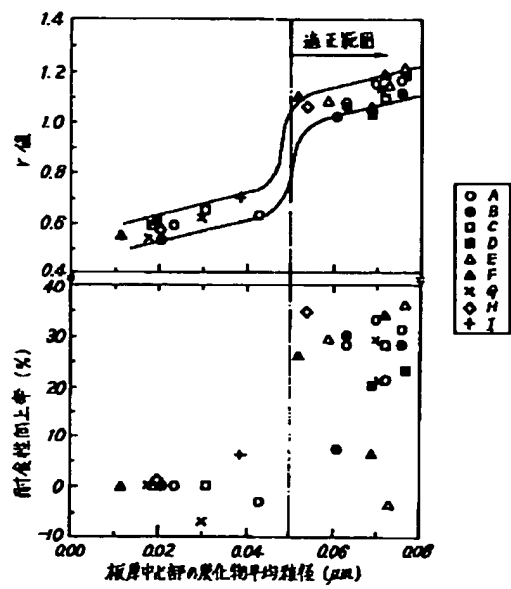
【図2】鋼板板厚中心部(2/5~3/5厚さ)の炭化物の平均粒径と、耐食性向上率およびr値との関係を示すグラフである。

【図3】コイル長手方向にわたる、耐食性向上率およびr値の変化を示すグラフである。

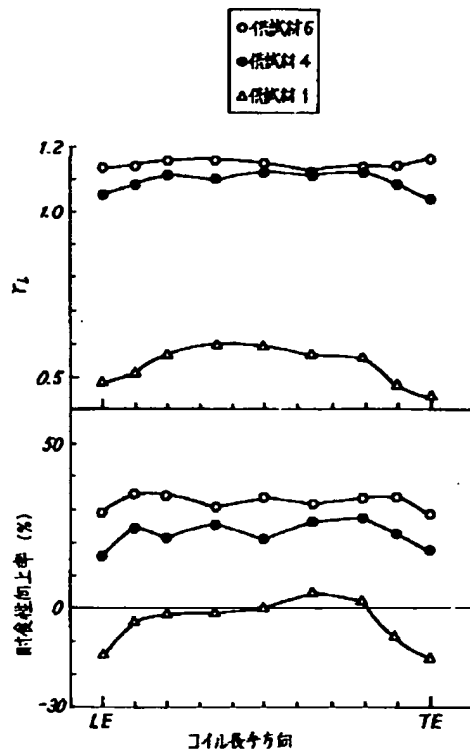
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/54			C 2 2 C 38/54	
(72)発明者 小林 真			(72)発明者 池田 東至朗	
千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製			千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製	
鉄株式会社技術研究所内			鉄株式会社技術研究所内	